

## Procédé de réalisation de substrats autosupportés de nitrures d'éléments III par hétéro-épitaxie sur une couche sacrificielle

5 La présente invention concerne l'élaboration de substrats autosupportés de nitrures d'éléments III, et notamment de nitride de gallium.

Alors que les nitrures d'éléments III sont utilisés depuis plus de 10 ans pour la fabrication de dispositifs optoélectroniques, il n'existe à l'heure actuelle aucune 10 source commerciale pour des substrats autosupportés de nitrures d'éléments III (GaN, AlN, InN, ...).

Un substrat autosupporté (en anglais « free standing ») est un substrat d'une épaisseur telle qu'il ne nécessite pas de support pour être utilisé dans la fabrication de composants optoélectroniques et électroniques.

15 L'hétéro-épitaxie reste encore l'unique solution pour la fabrication de composants à base de nitride d'élément III. Les substrats utilisés industriellement pour l'épitaxie de nitride de gallium sont le saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) et le carbure de silicium (SiC). Les différences de paramètres de maille et de coefficients d'expansion 20 thermique entre ces substrats et le nitride d'élément III ont pour conséquence la formation de nombreux défauts dans les couches épitaxiées, ce qui dégrade les performances des composants électroniques réalisés avec ces matériaux. Lorsque le substrat est du saphir, des techniques ont été mises au point, qui consistent à intercaler entre le substrat et la couche épitaxiale de nitride d'élément III une 25 couche de nucléation, par exemple formée de GaN ou d'AlN déposée avec des conditions de croissance distinctes. Ce traitement de surface permet de limiter la densité de défauts.

Diverses techniques sont actuellement en développement, qui visent à 30 fournir des solutions à la séparation du substrat initial de la couche épitaxiale de

nitrure d'élément III pour obtenir des substrats autosupportés. De tels substrats autosupportés de GaN présentent typiquement une épaisseur de 300 µm.

Parmi ces techniques et outre le polissage, on peut notamment citer la 5 séparation par voie chimique. Le document EP 1 041 610 divulgue ainsi une telle technique, adaptée à des substrats spécifiques de type Si, NdGaO<sub>3</sub> ou GaAs. De même, le document US2003/0014472 décrit une technique mettant en œuvre une attaque chimique dans le cas particulier d'un substrat en LiAlO<sub>2</sub>. Toutefois, cette 10 technique n'est pas applicable pour un substrat de saphir, qui est chimiquement inerte. De plus, l'utilisation de substrats qui peuvent être attaqués chimiquement (silicium, GaAs, spinelle, ...) ne sont pas toujours compatibles avec les techniques d'épitaxie classiquement utilisées pour le dépôt de couches épaisses de nitrures d'éléments III. Par exemple, l'utilisation de substrats de silicium résulte en 15 l'apparition d'une contrainte thermique en tension dans les couches de nitrure de gallium. Cette dernière est responsable de la formation de fissures. Qui plus est le silicium n'est pas stable thermiquement aux températures d'épitaxie habituelles.

Des procédés faisant intervenir une étape intermédiaire d'attaque chimique ont également été décrits ; cette attaque étant destinée à éliminer des couches intercalaires ou couches sacrificielles. Peut ainsi être cité le document US 20 5,919,305, où la couche sacrificielle, disposée à être partiellement ou totalement attaquée, peut être de l'oxyde de silicium, du nitrure de silicium, du carbure de silicium ou du silicium et où le principal objectif est de traiter le problème du désaccord de dilatation thermique responsable de la haute densité de défauts directement dans le réacteur d'épitaxie. Une autre technique a été mise au point et 25 décrite dans le document EP 1 245 702, où le procédé vise à fournir des substrats de nitrure de gallium autosupportés en déposant entre le substrat et la couche épitaxiale de nitrure de gallium une couche de métal destinée à être éliminée par attaque chimique. Parmi les métaux adaptés à ce procédé l'aluminium, l'or, l'argent, le cuivre, le platine, le fer, le nickel, le titane, le zirconium, l'hafnium et leurs alliages 30 sont cités.

L'ablation par radiation électromagnétique est un autre type de technique actuellement en développement dans le cadre de la recherche sur la fabrication de

substrats de nitre de gallium. Par exemple, l'ablation laser (LLO), qui est notamment décrite dans le brevet US 6,559,075, repose sur l'utilisation d'une émission laser UV pulsée qui traverse le saphir, mais qui est absorbée au niveau de la couche de GaN, provoquant une décomposition thermique locale du GaN proche 5 de l'interface. D'autres documents utilisant cette technique peuvent être également cité parmi lesquels le document US2002/0182889 ou encore le document US 6,071,795.

En dernier lieu, le document WO03/062507 est relatif à un procédé de préparation d'un substrat autosupporté fait d'un matériau semi-conducteur par une 10 technique de collage d'une couche de nucléation (par adhésion « moléculaire ») sur un substrat, préalablement à une étape d'épitaxie d'une couche monocristalline dudit matériau semi-conducteur. Cette couche de nucléation jouant le rôle d'interface spontanément détachable sous l'effet de la diminution de la température post-épitaxie, induisant des contraintes mécaniques au niveau de cette interface.

15

Au vu de ce qui précède, il ressort que les solutions proposées ne sont pas simples de conception. En effet, ces techniques ne mettent pas à l'abri notamment d'endommager la couche de nitre d'élément III épitaxiée sur le substrat. Elles présentent souvent ainsi à la fois des inconvénients de mise en œuvre et de coûts de 20 production. Enfin, bien souvent, une fois la couche autosupportée séparée du substrat, elle présente une courbure non négligeable. Il en résulte que les substrats autosupportés issus des méthodes précitées ne sont pas suffisamment plan pour assurer l'uniformité des procédés qui peuvent être réalisés ultérieurement sur ces couches (épitaxie et/ou réalisation des composants électroniques avec par exemple 25 des étapes de lithographie).

Ainsi, il existe un réel besoin de disposer de techniques alternatives de fabrication de substrats de nitrures d'éléments III plans sur de larges surfaces. L'objectif restant notamment l'homoépitaxie de nitre de gallium conduisant à un 30 matériau contenant une densité de défauts notablement moindre.

Le but de l'invention est de proposer un procédé de réalisation d'un substrat autosupporté de nitre d'élément III, qui soit simple, rapide, peu coûteux et qui fournit un film de nitre d'élément III de bonne qualité, planaire et sur une large surface.

5       Ainsi, l'invention a pour objet un procédé de réalisation de substrats autosupportés de nitre d'élément III et notamment de GaN à partir d'un substrat de départ, par dépôt de nitre d'élément III par épitaxie, caractérisé en ce qu'il comporte l'utilisation, sur ledit substrat, d'une couche intermédiaire à base de silicium, à titre de couche sacrificielle destinée à être vaporisée spontanément lors  
10      de l'étape ultérieure d'épitaxie du nitre d'élément III.

Le procédé selon l'invention est particulièrement adapté au nitre de gallium à titre de nitre d'élément III. Il est également possible de réaliser des substrats d'AlN, d'Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N, d'In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N et plus généralement d'Al<sub>x</sub>Ga<sub>y</sub>In<sub>1-x-y</sub>N  
15      (avec 0 ≤ x, y ≤ 1) suivant le procédé de l'invention.

Le substrat massif de départ peut être n'importe quel matériau dont les propriétés chimiques et physiques sont compatibles avec l'épitaxie des nitrures d'éléments III et qui permet le dépôt d'une couche monocrystalline de nitre d'élément III. En d'autres termes, le substrat sur lequel est déposée la couche sacrificielle doit être de préférence stable (pas de décomposition trop rapide) aux conditions de croissance standard utilisées pour l'épitaxie des nitrures d'éléments III. On peut notamment citer au titre de substrat de départ le saphir (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ou le carbure de silicium (SiC). La grande stabilité thermique et chimique du saphir ainsi que ses paramètres physiques (paramètre de maille et coefficient d'expansion thermique) étant des avantages importants pour l'épitaxie de nitre de gallium, le saphir est préférentiellement utilisé comme substrat initial.  
20  
25

Le substrat de départ peut lui-même être composé de différents matériaux.

D'autres substrats thermiquement et chimiquement stables peuvent encore être utilisés pour la mise en œuvre du procédé selon l'invention, parmi lesquels il est possible de citer de façon non exhaustive, MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, AlN, GaN, le quartz ou une combinaison de ces derniers.  
30

La couche intermédiaire, dite sacrificielle, à base de silicium est avantageusement du silicium dopé ou non dopé. On entend par couche « à base de silicium » toute couche majoritairement constituée par du silicium. D'autres semiconducteurs à base de silicium présentant une bonne évaporation peuvent également être utilisés à ce titre. Le silicium présentant des impuretés parmi lesquelles l'aluminium, l'indium, le gallium, le phosphore ou encore le bore peut être mentionné. On peut encore citer le  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , avec de préférence une concentration molaire en germanium inférieure à  $x=10\%$ .

L'épaisseur de la couche sacrificielle à base de silicium peut être comprise entre 100 nm et 10  $\mu\text{m}$ .

La vaporisation spontanée de la couche intermédiaire sacrificielle lors de l'étape d'épitaxie de nitre d'élément III présente l'avantage majeur de ne pas nécessiter d'étape de procédé supplémentaire spécifiquement dédiée à la séparation du substrat et de la couche épitaxiale de nitre d'élément III. Autrement dit, la séparation est effectuée totalement ou en grande majorité *in situ*, dans le réacteur destiné à la croissance épitaxiale du nitre d'élément III. Par ailleurs, comme il est explicité ci-après, un autre avantage afférent au procédé selon la présente invention est la réduction des contraintes sources de dislocations, mais aussi de la courbure du substrat de nitre d'élément III ainsi obtenu, du fait de la présence de la couche intermédiaire à base de silicium qui a un caractère compliant et ductile.

Le nitre d'élément III qui est déposé, peut être dopé ou non. A titre de substances dopantes, on peut notamment citer le magnésium, le zinc, le beryllium, le calcium, le carbone, le bore, le chrome, le silicium et le fer.

25

Selon un mode de réalisation préféré de l'invention, on choisira une couche de silicium monocristalline orientée suivant la direction <111> déposée sur le substrat. D'autres orientations du silicium peuvent toutefois être mises en œuvre dans le cadre de la présente invention. Ainsi la couche monocristalline de silicium peut également être orientée selon les directions <110> et <100>. Les conditions de croissance favorables à ce type de dépôt sont généralement réalisées par épitaxie en phase vapeur (VPE). Les variantes de fabrication d'un tel dépôt, tel que le collage

de la couche de silicium, et non son épitaxie, peuvent aussi être utilisées. Par exemple, une description des techniques de collage peut être trouvée dans l'article «Semiconductor wafer bonding », Sciences and Technology, Q.Y. Tong, U. Gosele, Wiley Interscience Publications. Cette remarque prévaut également pour l'obtention 5 de couches Si orientées selon <110> ou <100>. L'épaisseur de la couche sacrificielle est avantageusement comprise entre 100 nm et 10 µm pour permettre une épitaxie optimale de la couche de nitre d'élément III finale.

Selon une variante de l'invention, la couche intermédiaire à base de silicium 10 peut être continue ou discontinue selon une géométrie particulière (i.e. de façon ordonnée) ou encore discontinue sans organisation particulière (i.e. discontinue désordonnée). Dans le cas où la couche sacrificielle n'est pas continue, le dépôt de nitre d'élément III sur l'ensemble substrat/couche sacrificielle peut se faire soit à partir de la couche sacrificielle, soit à partir des zones du substrat massif non 15 recouvertes par la couche sacrificielle, soit encore sur toute la surface du substrat non recouvert et de la couche sacrificielle.

L'utilisation d'une couche à base de silicium de haute qualité cristalline est 20 préférable pour la croissance de nitrures d'éléments III de haute qualité.

La couche sacrificielle à base de silicium déposée sur saphir ou tout autre substrat compatible, comme précédemment cité, est utilisable comme substrat pour l'épitaxie de nitrures d'éléments III. Une étape de dépôt d'une couche de nucléation peut être réalisée avant de procéder à l'étape d'épitaxie de la couche épaisse de 25 nitre d'éléments III. La nature de cette couche de nucléation est choisie de telle sorte à :

- jouer le rôle de couche de protection momentanée pour la couche sacrificielle (les conditions de croissance habituelles des nitrures risquent d'être corrosives pour cette couche ; ceci est par exemple notoire dans le cas où la couche sacrificielle est 30 du silicium),
- servir de site de germination à un nitre d'élément III monocristallin : le paramètre de maille de la couche de nucléation doit être compatible avec le dépôt

ultérieur de la couche de nitre d'élément III qui constituera le futur substrat autosupporté.

En d'autres termes on utilise de préférence une couche de nucléation dont le paramètre de maille est approchant de celui du nitre d'élément III de sorte à assurer un dépôt ultérieur de nitre d'élément III monocristallin et à minimiser la formation de dislocations. Ainsi, à titre de couche de nucléation, il est possible de choisir parmi le groupe constitué par AlN, SiC, GaN basse température, AlGaN, Al<sub>x</sub>Ga<sub>y</sub>In<sub>1-x-y</sub>N (où 0 ≤ x+y ≤ 1), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlAs, GaAs ou la combinaison de ces différentes couches.

10

La croissance de la couche de nucléation se fait de préférence par Epitaxie en Phase Vapeur d'OrganoMétalliques (EPVOM) à une vitesse de croissance comprise entre 0,01 et 3 μm/h. La température d'épitaxie est avantageusement inférieure à 1200°C pour ne pas endommager la couche de silicium lors de cette première étape. La technique dite épitaxie par jet moléculaire (EJM) peut être également utilisée.

Selon un mode de réalisation préféré de l'invention, le dépôt de la couche épaisse de nitre d'élément III se fait en deux étapes : une étape initiale lente, juste après la couche de nucléation, est réalisée de sorte à conditionner une cristallinité optimale et une seconde étape de dépôt rapide qui permettra l'épaissement du matériau conduisant au futur substrat autosupporté de nitre d'élément III.

La couche initiale est avantageusement déposée par EPVOM, à une vitesse pouvant être, de façon préférée, comprise entre 0,1 et 5 μm/h. La technique EJM peut être également utilisée.

Les épaisseurs de la couche de nucléation et de l'éventuelle couche de nitre d'élément III initiale peuvent être comprises respectivement entre 0,01 et 0,5 μm et entre 0,1 et 10 μm.

30 La couche de nitre d'élément III épitaxiée en seconde étape sur la couche initiale de nitre d'élément III est réalisée par épitaxie en phase vapeur (VPE) jusqu'à obtenir une épaisseur finale suffisante pour que cette couche soit séparable

du substrat de saphir sans se casser. De façon pratique cette étape d'épaissement est réalisée à grande vitesse (entre 10 et 200 µm/h généralement) et, pour se faire à bas coût, la technique appelée Epitaxie en Phase Vapeur aux Hydrures (HVPE) sera très avantageusement utilisée.

5

Typiquement, dans le cas de l'élaboration de substrats autosupportés de GaN, l'épitaxie est poursuivie jusqu'à ce que la couche de nitre d'élément III atteigne au minimum 50 µm, épaisseur classiquement jugée suffisante pour que le substrat autosupporté soit « manipulable ». Dans le cadre de la présente invention, 10 les substrats autosupportés de GaN ont typiquement une épaisseur variant de 300 µm à 1 mm dans le cas de substrats autosupportés de diamètre 2''. L'épaisseur minimale est en fait celle pour laquelle le substrat est suffisamment solide pour être manipulé dans des conditions normales d'utilisation.

15

Lors de la croissance de la couche de nitre d'élément III, les conditions de croissance (température, pression totale dans le réacteur, atmosphère, vitesse de croissance, ...) doivent permettre une vaporisation progressive de la couche intermédiaire à base de silicium déposée sur le substrat pour qu'ultimement la couche soit complètement ou majoritairement libérée ou pour ainsi dire décohérée 20 du substrat initial. Ainsi, la vaporisation du semiconducteur à base de silicium doit être suffisamment lente pour ne pas perturber le déroulement de la croissance d'épaissement de la couche de nitre d'élément III jusqu'à son terme. Pour cette raison, l'épaisseur de la couche intermédiaire nécessaire entre le substrat et la couche de nitre d'élément III dépend des conditions de croissance utilisées pour 25 l'épaissement de la couche de nitre d'élément III. Il est à remarquer que la vaporisation d'une couche intermédiaire à base de silicium pourrait commencer à se produire lors de l'étape initiale de dépôt à faible vitesse du nitre d'élément III, c'est à dire lors de l'étape EPVOM ou EJM, et se poursuivrait lors de l'étape d'épaissement en HVPE. Cette vaporisation risque d'être d'autant plus rapide 30 que la température et/ou la pression des réacteurs seront grandes.

Les paramètres de croissance les plus adaptés à la croissance de la couche épaisse de niture d'élément III ainsi qu'à la séparation, pris séparément ou avantageusement en combinaison, sont les suivants :

5        - La pression est comprise entre  $10^2$  et  $10^5$  Pa,

      - La température est comprise entre  $800^\circ\text{C}$  et  $1200^\circ\text{C}$ ,

      - La vitesse de croissance est comprise entre 10 et 200  $\mu\text{m/h}$ .

10      Comme précédemment cité, le procédé présente deux avantages. Le premier avantage est que le phénomène de vaporisation se produit en tout point identique sur de grandes surfaces. Le second avantage est que le matériau obtenu est considérablement peu constraint due à la dé-cohésion progressive du substrat au cours d'épaisseur à haute température à mesure que la couche intermédiaire à base de silicium se vaporise. Cela conduit à l'obtention d'une couche finale de niture d'élément III quasi-planaire de courbure minimale.

15

Plus particulièrement, l'invention concerne un procédé de fabrication de substrat de niture d'élément III autosupporté monocristallin comportant les étapes successives suivantes :

20      (i)     le dépôt ou le collage sur un substrat d'une couche sacrificielle à base de silicium,

          (ii)    le dépôt d'une couche de nucléation,

          (iii)   le dépôt par épitaxie d'une couche épaisse de niture d'élément III sur la bi-couche {couche intermédiaire à base de silicium / couche de nucléation}, dans des conditions opératoires compatibles avec une vaporisation spontanée de la couche sacrificielle à base de silicium.

25      D'autres caractéristiques, buts et avantages de l'invention apparaîtront à la lecture de la description détaillée qui va suivre du mode particulier de réalisation de l'invention dans le cas de l'obtention d'un substrat autosupporté de niture de gallium où la couche sacrificielle est du silicium, mettant en œuvre les étapes successives (i) à (iii) décrites ci-dessus, en référence aux figures sur lesquelles :

- la figure 1 est une représentation du substrat de départ 1 muni d'une couche sacrificielle 2 à base de silicium suite à une étape de dépôt ou à un collage (i),
- la figure 2a est une représentation du substrat 1 muni d'une couche sacrificielle 2 à base de silicium couvrant entièrement le substrat 1, sur laquelle est déposée une couche de nucléation 3,
- la figure 2b est une représentation du substrat 1 muni successivement d'une couche sacrificielle 2 à base de silicium ne couvrant pas entièrement le substrat 1 et d'une couche de nucléation 3 qui est épitaxiée uniquement sur la couche discontinue 2,
- la figure 2c est une représentation du substrat 1 muni successivement d'une couche sacrificielle 2 à base de silicium ne couvrant pas entièrement le substrat 1 et d'une couche de nucléation 3 qui est épitaxiée uniquement sur le substrat massif 1 à partir des zones non couvertes par la couche sacrificielle 2,
- la figure 2d est une représentation du substrat 1 muni successivement d'une couche sacrificielle 2 à base de silicium ne couvrant pas entièrement le substrat 1 et d'une couche de nucléation 3 qui est épitaxiée sur la couche sacrificielle 2 ainsi que sur les parties non recouvertes du substrat 1,
- la figure 3 est une représentation du substrat 1 muni successivement d'une couche sacrificielle 2 à base de silicium, d'une couche de nucléation 3 et d'une couche 4 de nitrule d'élément III, suite à l'étape (ii) et en cours de l'étape (iii),
- la figure 4 est une représentation du substrat 1 muni des mêmes couches que celles représentées à la figure 3, où la couche de silicium 2 est en cours de vaporisation,
- la figure 5 est une représentation du substrat en fin de procédé, où la couche sacrificielle 2 est quasiment totalement vaporisée. Cette figure montre le résultat du procédé : à savoir d'une part une couche épaisse autosupportée plate et de grande surface (avec d'éventuel résidus de la couche sacrificielle en face arrière) et d'autre part le substrat 1 de départ, potentiellement recouvert de résidus mais recyclable.

- la figure 6 est une illustration du phénomène de vaporisation de la surface d'un substrat massif de silicium lors de la croissance d'une couche de GaN par EPVOM par dessus, décrite à l'exemple 1.

Il est à noter que les schémas ne sont pas représentés à l'échelle.

5

Les modes de réalisation préférés de l'invention vont être décrits dans ce qui suit. En particulier, des descriptions plus détaillées de ce que sont les couches 1, 2, 3 et 4 sont reprises et développées.

Le substrat massif 1 doit permettre le dépôt d'une couche sacrificielle monocristalline. Cela implique que le substrat massif 1 doit être de préférence monocristallin dans le cas où la couche sacrificielle 2 est épitaxiée sur le substrat 1. On peut ainsi proposer par exemple les substrats massifs monocristallins suivants : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, AlN, GaN.

Le substrat massif 1 est avantageusement le saphir (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ou le carbure de silicium (SiC) car ils possèdent des coefficients d'expansion thermique proche des nitrures d'éléments III et sont stables chimiquement.

L'épaisseur optimale du substrat massif 1 est celle de substrat standard : elle est comprise entre 150 µm et 1000 µm pour un substrat de diamètre 2''. De façon préférentielle elle peut être comprise entre 300 µm et 500 µm.

20 L'orientation cristalline du substrat massif 1 est de préférence C(0001) ou R(10-12) légèrement désorienté (de quelques degrés) ou non. On peut également citer les orientations A(11-20) et M(1-100).

Il est préférable que la couche intermédiaire 2 qui sert de couche sacrificielle soit une couche de silicium. Lorsque la couche sacrificielle 2 est du silicium, 25 l'épitaxie sur saphir (0001) donne un cristal de silicium (111) dont la surface présente un arrangement atomique hexagonal, adapté à l'épitaxie de nitride d'élément III orienté selon (0001).

Il est préférable que la couche sacrificielle 2 soit monocristalline avec la meilleure qualité structurale possible. Sa structure cristalline doit approcher celle du 30 matériau massif de préférence.

De manière à faciliter la croissance d'un substrat de nitride d'éléments III orienté suivant la direction cristallographique (0001), il est préférable d'utiliser une

couche sacrificielle 2 dont la face d'épitaxie présente une symétrie hexagonale, comme par exemple un cristal orienté suivant la direction <111>. En second choix, après l'utilisation d'une couche sacrificielle 2 orientée suivant la direction <111>, peuvent être utilisées des couches orientées suivant les directions <100> ou <110>.

5 En effet, il est entre autre possible d'épitaxier les nitrures d'éléments III avec une structure hexagonale sur de telles couches sacrificielles, malgré l'absence de symétrie hexagonale de la couche servant de substrat.

Une variante préférée de l'invention consiste à utiliser une couche sacrificielle 2 de silicium orientée suivant la direction <111> collée à un substrat 1, et non pas épitaxiée. Dans ce cas, le substrat 1 n'a pas besoin d'être monocristallin, contrairement à la couche sacrificielle 2 qui est de préférence monocristalline. On peut ainsi proposer par exemple les substrats massifs 1 monocristallins ou polycristallins suivants : AlN, GaN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, quartz.

L'épaisseur de la couche intermédiaire sacrificielle 2 est comprise de préférence entre 0,1 et 5 µm. L'épaisseur optimale dépend des conditions de croissance utilisées pour l'épitaxie du futur substrat 4 de nitride d'élément III. Plus la température de croissance est élevée et plus l'épaisseur de la couche sacrificielle doit être grande pour éviter une séparation trop rapide de la couche en croissance 4 et du substrat 1. De même, il sera avantageux d'augmenter l'épaisseur de la couche sacrificielle 2 pour une pression de croissance élevée.

Il est préférable d'utiliser une couche de nucléation 3, déposée sur la couche sacrificielle 2, pour permettre un meilleur dépôt de la couche épaisse 4 de nitride d'élément III qui deviendra le substrat autosupporté.

25 Il est préférable d'utiliser une couche de nitride d'aluminium (AlN) comme couche de nucléation 3. L'épaisseur de la couche de nucléation 3 est de préférence comprise entre 10 nm et 50 nm.

La croissance de la couche de nucléation se fait de préférence par EPVOM à une vitesse de croissance comprise entre 0,1 et 3 µm/h. La température d'épitaxie est avantageusement comprise entre 900°C et 1100°C et la pression inférieure à

$5 \times 10^4$  Pa pour ne pas évaporer trop rapidement la couche 2 de silicium tout en conservant une qualité cristalline élevée des couches épitaxiées.

Tout en restant dans le cadre de l'invention, il est aussi possible d'utiliser l'épitaxie par jet moléculaire (EJM) pour déposer la couche de nucléation 3. Les 5 étapes réalisées par EPVOM dans le procédé peuvent aussi être réalisées par EJM. Les conditions de croissance sont alors très différentes (typiquement très basse pression  $P=10^{-4}$  à  $10^{-7}$  Torr et faible température  $T=700^\circ\text{C}$ ).

Si la couche sacrificielle 2 n'est pas continue (organisée ou non), une 10 variante de l'invention consiste à déposer la couche de nucléation 3 :

- Soit exclusivement sur la couche sacrificielle 2. Dans ce cas la couche de nucléation n'est pas continue et une couche de nitre d'élément III plane est obtenue dans la dernière étape d'épaisseur par HVPE,
- Soit exclusivement sur les parties du substrat 1 non recouvertes par la 15 couche sacrificielle. Il n'y a alors aucun lien cristallographique entre la couche sacrificielle 2 et la couche de nucléation 3. Dans ce cas la relation épitaxiale entre le substrat et la couche de nucléation peuvent être mis à profit pour augmenter la qualité cristalline de la couche de nucléation 3, sans remettre en cause la séparation de la couche de nitre d'élément III 20 du substrat de départ 1 lors de la vaporisation de la couche sacrificielle 2.
- Soit sur toute la surface de la couche sacrificielle 2 et des parties nues du substrat 1.

Il est préférable d'améliorer le plus possible la qualité cristalline de la 25 couche servant de substrat pour l'épitaxie de la couche épaisse 4 de nitre d'élément III qui deviendra le substrat autosupporté. Ainsi il est préférable de déposer une couche de nitre d'élément III par EPVOM ou EJM à faible vitesse précédant l'épitaxie de la couche épaisse 4 de nitre d'élément III. De plus, il est préférable d'utiliser les techniques de croissance connues de l'homme du métier 30 visant à diminuer les densités de défauts présents dans la couche de nucléation. On peut citer par exemple la technique ELO (pour Epitaxial Lateral Overgrowth) décrite dans l'article de revue « Epitaxial Lateral Overgrowth of GaN », B.

Beaumont, P. Vennéguès, P. Gibart, phys. stat. sol. (b) 227, No. 1, 1–43 (2001), la technique d'ELO sans masque décrite dans l'article « Growth of high-quality GaN by low-pressure metal-organic vapour phase epitaxy (LP-MOVPE) from 3D islands and lateral overgrowth », H. Lahrèche, P. Vennéguès, B. Beaumont and P. Gibart,

5 Journal of Crystal Growth 205, 245 (1999), ou encore la technique de formation d'îlots de GaN, dite « micro-ELO spontanée », décrite dans MRS Internet J. Nitride Semicond. Res. 7, 8 (2002) permettant d'éliminer l'étape de gravure d'un masque de diélectrique grâce à la formation spontanée de motifs de GaN, sous forme d'îlots, jouant le même rôle.

10 Ces techniques sont connues pour leur capacité à réduire la densité de défauts étendus de façon drastique, fournissant de ce fait un matériau de nitride de gallium de qualité supérieure. Toutefois, cette étape n'est pas obligatoire (notamment parce que nécessitant une étape de technologie supplémentaire et donc pouvant être coûteuse).

15 Les conditions préférées utilisées pour la dernière étape du procédé de fabrication de substrat de nitride d'élément III et qui concerne le dépôt d'une couche épaisse 4 de nitride d'élément III et sa séparation du substrat de départ par évaporation de la couche sacrificielle sont développés ici.

20 Lorsque l'on désire fabriquer des couches épaisses 4 de nitride d'élément III, la technique de croissance la mieux adaptée est l'épitaxie en phase vapeur aux hydrures (HVPE) car elle permet des vitesses de croissance pouvant dépasser 100 µm/h (très supérieure à la moyenne de 3 µm/h recommandable en EPVOM) sans perte de qualité cristalline. En terme de qualité cristalline, une épitaxie de GaN par

25 HVPE à partir d'une couche de départ de GaN épitaxiée par MOVPE sur saphir (sans aucune étape de type ELO) conduit à une couche présentant une densité de dislocation qui diminue avec l'épaisseur  $h$  déposée selon une loi en puissance  $h^{-2/3}$  (voir article de S.K. Mathis, Jnl. Cryst. G. 231, 371 (2001)) du fait du croisement et de l'annihilation des dislocations. Typiquement, une couche épaisse de 300 µm présente une densité de dislocation en moyenne de  $10^7 \text{ cm}^{-2}$  et une couche épaisse de 1000 µm présente une densité de dislocation moyenne de  $4 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$ . Une étape

ELO permet d'éventuellement réduire davantage la densité de dislocation (d'au moins un facteur 10).

La vaporisation, partielle ou totale, de la couche sacrificielle 2 se produit lors de l'épitaxie de la couche épaisse 4 de nitre d'élément III qui deviendra par la suite le substrat. Les conditions de croissance optimales pour les nitrures d'éléments III par VPE sont compatibles avec la vaporisation spontanée du silicium.

Il est préférable de ne pas évaporer trop rapidement la couche sacrificielle 2 de façon à ne pas perturber la croissance du nitre d'élément III et de ne pas séparer trop rapidement la couche en croissance du substrat pour ne pas casser la couche de nitre d'élément III.

En particulier, une température comprise entre 900°C et 1100°C et une pression comprise entre  $10^2$  Pa et  $10^5$  Pa permettent une croissance optimale de la couche 4 de nitrures d'éléments III et une vitesse de vaporisation optimale pour une couche sacrificielle 2 de silicium.

15

Dans le cas où la couche sacrificielle 2 à base de silicium n'est pas entièrement évaporée après l'étape d'épitaxie du nitre d'élément III, laissant subsister un résidu de la couche sacrificielle sur le substrat de nitre d'élément III, une étape supplémentaire d'attaque chimique de la couche 2 à base de silicium peut s'avérer utile pour éliminer entièrement ce silicium du substrat de nitre d'élément III. L'attaque chimique peut se faire selon des techniques connues par l'état de l'art. Elle est de préférence réalisée à basse température lorsque le matériau obtenu est déchargé du réacteur d'épitaxie. La solution chimique dépend du type de couche intermédiaire : pour du silicium, on utilise généralement le mélange HNO<sub>3</sub>:HF ou le KOH.

Les couches de GaN autosupportées obtenues selon le procédé de l'invention présentent un grand intérêt pour la fabrication de composants électroniques ou optoélectroniques tels que des diodes laser, des diodes électroluminescentes, des photodétecteurs, des transistors etc... Ceci est notamment vrai grâce à la spécificité du procédé qui permet de minimiser considérablement les contraintes dans le matériau habituellement créées pendant l'épitaxie et le

refroidissement, et par la suite de minimiser la courbure du substrat de nitrure d'élément III obtenu, typiquement pour atteindre un rayon de courbure supérieur à 5 m. En particulier le rayon de courbure peut avoisiner ou dépasser 10 m.

Un autre avantage du procédé selon l'invention est que le substrat de départ 5 peut être réutilisé plusieurs fois après séparation de la couche de GaN, un repolissage pouvant s'avérer nécessaire après chaque utilisation.

L'invention a également pour objet un substrat autosupporté de nitrure d'élément III susceptible d'être obtenu selon le procédé de l'invention, caractérisée 10 en ce que son diamètre est supérieur ou égal à 2" et en ce qu'il possède un rayon de courbure supérieur à 5 m.

Dans un aspect avantageux, le substrat autosupporté de nitrure d'élément III susceptible d'être obtenu selon le procédé de l'invention a un diamètre supérieur ou 15 égal à 2" et possède un rayon de courbure supérieur ou égal à 10m.

**Les exemples décrits ci-après illustrent l'invention.**

**Exemple 1 : Procédé par MOCVD/HVPE sur saphir C.**

Un substrat autosupporté de nitrure de gallium est réalisé selon le procédé de 20 l'invention. Le substrat de départ consiste en une couche de silicium de 2 µm orientée suivant la direction (111) épitaxié par CVD sur un substrat de saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) orienté suivant (0001) de 430 µm d'épaisseur et de diamètre 2". La largeur à mi-hauteur en balayage  $\omega/2\theta$  par diffraction de rayons X de la couche de silicium est de l'ordre de 400 arcsec .

25 La première étape de croissance de nitrure de gallium est faite par EPVOM. Les conditions de croissance sont les suivantes :

- Température  $T=1090^\circ\text{C}$
- Pression  $P=10^4 \text{ Pa}$
- Vitesse de croissance de la couche de nucléation AlN  $V_{\text{AlN}}=0.2 \mu\text{m/h}$ ,
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{\text{GaN}}=1.5-3 \mu\text{m/h}$
- Rapport V/ III pour GaN = 5000
- Composition gazeuse dans le réacteur de croissance  $\text{H}_2:\text{N}_2 = 1:1$

La couche de nucléation d'AlN est déposée à haute température après un recuit/désoxydation de la couche de silicium sous flux H<sub>2</sub>:N<sub>2</sub> pendant 5 min. L'épaisseur de la couche d'AlN est 30 nm.

La première couche de GaN est déposée sur la couche de nucléation à basse vitesse de croissance (1,5 µm/h). L'épaisseur de cette couche est d'environ 1 µm. La largeur à mi-hauteur en balayage  $\omega/2\theta$  par diffraction de rayons X de la couche de GaN est environ 1000 arcsec. La qualité cristalline augmente avec l'épaisseur déposée (les dislocations se croisent et s'annihilent), mais le silicium commence déjà à s'évaporer et/ou à diffuser dans la couche en croissance (il diffusera probablement moins si T ~1040°C). La figure 6 illustre la vaporisation de silicium dans le cas pratique du dépôt par EPVOM de GaN/AlN sur un substrat massif de Si(111). Le trou entre le substrat et la couche de GaN est dû à l'évaporation de silicium pendant l'épitaxie. Dans ce cas l'évaporation rapide perturbe la croissance de GaN. De tels trous apparaissent sur toute la surface du substrat et pas uniquement à partir des bords du substrat.

Il convient donc de ne pas épitaxier une couche trop épaisse en EPVOM pour ne pas consommer tout le silicium avant l'étape finale d'épaississement à plus haute vitesse par HVPE.

L'épaississement de GaN est réalisé par HVPE en utilisant les conditions de croissance suivantes :

- Température T=1000°C
- Pression P=2x10<sup>4</sup> Pa
- Vitesse de croissance V<sub>GaN</sub>=100 µm/h
- Composition gazeuse H<sub>2</sub>:N<sub>2</sub>:NH<sub>3</sub>:HCl

L'épaisseur déposée par HVPE est de 500 µm. Plus l'épaisseur est élevée et plus la qualité cristalline du matériau déposée augmente, toujours via un processus d'élimination progressive des dislocations qui se croisent et s'annihilent. La densité de dislocations typique mesurée est de 5x10<sup>6</sup> cm<sup>-2</sup>, ce qui correspond à la valeur attendue suite à un épaississement de 500 µm par HVPE. Cette densité de dislocations est donc équivalente à celle obtenue pour d'autres techniques de fabrication de substrat de GaN autosupporté (exemple : séparation par ablation laser).

La séparation de la couche épaisse de GaN et du substrat de saphir est constatée après croissance HVPE sur toute la surface (2''). Seules quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière de la couche de nitride autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque chimique.

5 La largeur à mi-hauteur en balayage  $\omega/2\theta$  par diffraction de rayons X pour le substrat de GaN obtenu est inférieure à 100 arcsec. La largeur à mi-hauteur des raies excitoniques (D<sup>0</sup>X, A, C) observées par photoluminescence sont inférieures à 1 meV.

10

**Exemple 2 : procédé par EJM/HVPE sur saphir C.**

Un substrat autosupporté de nitride de gallium est réalisé selon le procédé de l'invention. Le substrat de départ consiste en une couche de silicium de 5 µm 15 orientée suivant la direction (111) épitaxié par CVD sur un substrat de saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) orienté suivant (0001) de 430 µm d'épaisseur et de diamètre 2''.

La première étape de croissance de nitride de gallium est faite par EJM. Les conditions de croissance sont les suivantes :

20

- Température T=800°C
- Pression P= $10^{-5}$  Torr
- Vitesse de croissance de la couche de nucléation AlN  $V_{\text{AlN}}=0,2\mu\text{m}/\text{h}$ ,
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{\text{GaN}}=1\mu\text{m}/\text{h}$
- Rapport V/ III pour GaN = 10

La couche de nucléation d'AlN est déposée à haute température après un 25 recuit/désoxydation de la couche de silicium sous vide à haute température (850°C). L'épaisseur de la couche d'AlN est 30 nm.

La première couche de GaN est déposée sur la couche de nucléation à basse vitesse de croissance (1µm/h). L'épaisseur de cette couche est d'environ 500 nm. La qualité cristalline augmente avec l'épaisseur déposée (les dislocations se croisent 30 et s'annihilent).

L'épaississement de GaN est réalisé par HVPE en utilisant les conditions de croissance suivantes :

- Température T=950-1000°C

- Pression  $P=10^4$  Pa
- Vitesse de croissance  $V_{GaN}=100$   $\mu\text{m}/\text{h}$
- Composition gazeuse  $\text{H}_2:\text{N}_2:\text{NH}_3:\text{HCl}$

5 L'épaisseur déposée par HVPE est 1000  $\mu\text{m}$ . Plus l'épaisseur est élevée et plus la qualité cristalline du matériau déposée augmente, toujours via un processus d'élimination progressive des dislocations qui se croisent et s'annihilent.

10 La séparation de la couche épaisse de GaN et du substrat de saphir est constatée après croissance HVPE sur toute la surface (2''). Seules quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière de la couche de niture autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque chimique.

### **Exemple 3 : procédé sur substrat SiC.**

Un substrat autosupporté de niture de gallium est réalisé selon le procédé de l'invention. Le substrat de départ consiste en une couche de silicium de 0.5  $\mu\text{m}$  orientée suivant la direction (111) épitaxié par CVD sur un substrat de carbure de silicium de type 6H-SiC, orienté suivant (0001), d'une épaisseur de 280  $\mu\text{m}$  et de diamètre 2''.

La première étape de croissance de niture de gallium est faite par EPVOM.  
20 Les conditions de croissance sont les suivantes :

- Température  $T = 1090^\circ\text{C}$
- Pression  $P = 2 \times 10^4$  Pa
- Vitesse de croissance de la couche de nucléation AlN  $V_{AlN} = 0.1$   $\mu\text{m}/\text{h}$ ,
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{GaN} = 1.5$   $\mu\text{m}/\text{h}$
- 25 - Rapport V/ III pour GaN = 2000
- Composition gazeuse du réacteur de croissance  $\text{H}_2:\text{N}_2=1:0$

La couche de nucléation d'AlN est déposée à haute température après un recuit/désoxydation de la couche de silicium sous flux  $\text{H}_2$  pendant 10 min. L'épaisseur de la couche d'AlN est 50 nm.

30 La première couche de GaN est déposée sur la couche de nucléation à basse vitesse de croissance (1,5  $\mu\text{m}/\text{h}$ ). L'épaisseur de cette couche est d'environ 1  $\mu\text{m}$ .

L'épaissement de GaN est réalisé par HVPE en utilisant les conditions de croissance suivantes :

- Température T = 950-1000°C
- Pression P =  $10^4$  Pa
- 5 - Vitesse de croissance  $V_{GaN} = 150 \mu\text{m/h}$
- Composition gazeuse H<sub>2</sub>:N<sub>2</sub>:NH<sub>3</sub>:HCl

L'épaisseur déposée par HVPE est 1000 µm. La séparation de la couche épaisse de GaN et du substrat de saphir est constatée après croissance HVPE sur toute la surface (2''). Seules quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière 10 de la couche de nitrure autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque chimique..

#### Exemple 4 : procédé sur substrat Saphir-plan R

Un substrat autosupporté de nitrure de gallium est réalisé selon le procédé de 15 l'invention. Le substrat de départ consiste en une couche de silicium de 2 µm orientée suivant la direction (100) épitaxié par CVD sur un substrat de saphir (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) orienté suivant (10-12) de 430 µm d'épaisseur et de diamètre 2''.

La première étape de croissance de nitrure de gallium est faite par EPVOM sur une couche intermédiaire d'AlN. Les conditions de croissance sont les 20 suivantes :

- Température T=1090°C
- Pression P= $10^4$  Pa
- Vitesse de croissance de la couche de nucléation AlN  $V_{AlN}=0.2 \mu\text{m/h}$ ,
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{GaN}=1,5 \mu\text{m/h}$
- 25 - Rapport V/ III pour GaN =3000
- Composition gazeuse du réacteur H<sub>2</sub>:N<sub>2</sub> =1:1

La couche de nucléation d'AlN est déposée à haute température après un recuit/désoxydation de la couche de silicium sous flux N<sub>2</sub> pendant 5 min. L'épaisseur de la couche d'AlN est 100 nm.

30 La première couche de GaN est déposée sur la couche de nucléation à basse vitesse de croissance (1,5 µm/h). L'épaisseur de cette couche est d'environ 200 nm. Elle peut avoir une structure cristalline hexagonale ou cubique suivant les

paramètres de croissance. Dans cet exemple, la croissance de nitre de gallium hexagonal est favorisée.

L'épaissement de GaN est réalisé par HVPE en utilisant les conditions de croissance suivantes :

5      - Température T=980°C  
      - Pression P=10<sup>4</sup> Pa  
      - Vitesse de croissance V<sub>GaN</sub>=100 μm/h  
      - Composition gazeuse H<sub>2</sub>:N<sub>2</sub>:NH<sub>3</sub>:HCl

10 L'épaisseur déposée par HVPE est 500 μm. La séparation de la couche épaisse de GaN et du substrat de saphir est constatée après croissance HVPE sur toute la surface (2''). Seules quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière de la couche de nitre autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque chimique.

15 **Exemple 5 : emploi ELO (bandes) à partir d'une couche AlN**

Un substrat autosupporté de nitre de gallium est réalisé selon le procédé de l'invention. Le substrat de départ consiste en l'empilement suivant : une couche de silicium de 1 μm orientée suivant la direction (111) épitaxié par CVD sur une 20 couche de d'AlN de 50 nm déposée sur une couche de GaN de 2 μm sur un substrat de saphir (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) orienté suivant (0001) de 430 μm d'épaisseur et de diamètre 2''. La couche d'AlN sert de barrière protectrice entre la couche de silicium et la couche de GaN qui peuvent réagir ensemble et se dégrader (diffusion du silicium dans GaN).

25 Une couche de SiO<sub>2</sub> de 200 nm qui va servir de masque est déposée sur la couche de silicium. Des motifs formés de bandes de quelques microns de larges séparées par plusieurs microns (typiquement 5 μm/5 μm) sont révélés dans la couche de SiO<sub>2</sub> par une étape de photolithographie standard et une attaque chimique par BOE durant 3 min. Ensuite une attaque chimique de la couche de silicium par 30 KOH à 80°C pendant 10 min est utilisée pour graver la couche de silicium non masquée jusqu'à la couche d'AlN (avec le même motif que celui défini par photolithographie).

Une première étape de recroissance de nitrure de gallium est faite par EPVOM aux ouvertures de la couche de silicium à partir de la couche d'AlN. Le dépôt de GaN est fait pour obtenir une couche continue et de préférence plane avant la croissance par HVPE en utilisant une technique de croissance bien connue 5 appelée ELO. L'épaisseur de GaN déposée est 2 µm. Les conditions de croissance sont les suivantes :

- Température T = 1120°C
- Pression P =  $1 \times 10^3$  Pa
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{GaN} = 2 \mu\text{m/h}$
- 10 - Rapport V/ III pour GaN = 5000
- Composition gazeuse du réacteur  $\text{H}_2:\text{N}_2 = 1:1$

Cette étape de recroissance ELO permet une réduction de la densité de dislocations de 1 à 2 ordres de grandeur dans la couche de GaN déposée dans la première étape.

15 L'épaississement de GaN est réalisé par HVPE en utilisant les conditions de croissance suivantes :

- Température T = 950-1000°C
- Pression P =  $10^4$  Pa
- Vitesse de croissance  $V_{GaN} = 100 \mu\text{m/h}$
- 20 - Composition gazeuse  $\text{H}_2:\text{N}_2:\text{NH}_3:\text{HCl}$

L'épaisseur déposée par HVPE est 500 µm. La séparation de la couche épaisse de GaN et du substrat de saphir est constatée après croissance HVPE sur toute la surface (2"). Seules quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière de la couche de nitrure autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque 25 chimique.

La densité de dislocations mesurée est inférieure à  $5 \times 10^6 \text{ cm}^{-2}$  grâce à l'utilisation de la technique ELO.

#### Exemple 6 : emploi ELO (trous) à partir d'une couche GaN

30 Un substrat autosupporté de nitrure de gallium est réalisé selon le procédé de l'invention. Le substrat de départ consiste en l'empilement suivant : une couche de

silicium de 1 µm orientée suivant la direction (111) épitaxié par CVD sur une couche de d'AlN de 50 nm déposée sur une couche de GaN de 2 µm sur un substrat de saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) orienté suivant (0001) de 430 µm d'épaisseur et de diamètre 2”.

Une couche de SiN de 20 nm qui va servir de masque est déposée sur la 5 couche de silicium. Des motifs formés de trous de quelques microns de diamètre, séparées par plusieurs microns (typiquement 5 µm/15 µm), sont révélés dans la couche de SiN par une étape de photolithographie standard et une attaque par plasma (RIE) utilisant par exemple les gaz  $\text{Cl}_2$  ou  $\text{O}_2$ . Ensuite une attaque chimique de la couche de silicium par KOH à 80°C pendant 10 min. est utilisée pour graver la 10 couche de silicium jusqu'à la couche d'AlN avec le même motif que celui défini par photolithographie. Enfin la couche d'AlN est gravée jusqu'à la couche de GaN par RIE (plasma  $\text{Cl}_2$ ).

Une première étape de recroissance de nitride de gallium est faite par EPVOM aux ouvertures de la couche de silicium à partir de la couche de GaN. Le 15 dépôt de GaN est fait pour obtenir une couche continue et de préférence plane avant la croissance par HVPE en utilisant une technique de croissance bien connue appelée ELO. L'épaisseur de GaN déposée est 2 µm. Les conditions de croissance sont les suivantes :

- Température  $T = 1090^\circ\text{C}$
- 20 - Pression  $P = 10^4 \text{ Pa}$
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{\text{GaN}} = 3 \mu\text{m/h}$
- Rapport V/ III = 5000
- Composition gazeuse du réacteur  $\text{H}_2:\text{N}_2=1:1$

L'épaississement de GaN est réalisé par HVPE en utilisant les conditions de 25 croissance suivantes :

- Température  $T = 950-1000^\circ\text{C}$
- Pression  $P = 10^4 \text{ Pa}$
- Vitesse de croissance  $V_{\text{GaN}} = 150 \mu\text{m/h}$
- Composition gazeuse  $\text{H}_2:\text{N}_2:\text{NH}_3:\text{HCl}$

30 L'épaisseur déposée par HVPE est 500 µm. La séparation de la couche épaisse de GaN et du substrat de saphir est constatée après croissance HVPE. Seules

quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière de la couche de nitrure autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque chimique.

#### Exemple 7 : emploi ELO à partir du saphir

5

Un substrat autosupporté de nitrure de gallium est réalisé selon le procédé de l'invention. Le substrat de départ consiste en une couche de silicium de 1 µm épitaxié par CVD sur un substrat de saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) orienté suivant (0001) de 430 µm d'épaisseur et de diamètre 2”.

10

Une couche de  $\text{SiO}_2$  de 200 nm qui va servir de masque est déposée sur la couche de silicium. Des motifs formés de bandes de quelques microns de larges séparées par plusieurs microns (typiquement 5µm/5µm) sont révélés dans la couche de  $\text{SiO}_2$  par une étape de photolithographie standard et une attaque chimique par BOE durant 3 min. Ensuite une attaque chimique de la couche de silicium par KOH à 80°C pendant 10 min est utilisée pour graver la couche de silicium jusqu'au substrat de saphir avec le même motif que celui définit par photolithographie.

15

Une première étape de croissance de nitrure de gallium est faite par EPVOM aux ouvertures de la couche de silicium à partir du substrat de saphir à basse température (600°C) pour obtenir un dépôt homogène sur toute la surface.

20

L'épaisseur de cette couche de GaN est d'environ 30 nm. Ensuite un recuit est fait à température de croissance standard (1090°C) pendant 10 min pour transporter le dépôt de GaN polycristallin qui a été déposé sur le masque de  $\text{SiO}_2$  et le recristalliser sur le GaN déposé sur les ouvertures du masque de  $\text{SiO}_2$  et du silicium qui lui est parfaitement orienté par rapport au substrat.

25

Un dépôt de GaN de 2 µm d'épaisseur suit l'étape de recristallisation. Les conditions de croissance sont les suivantes : température T = 1100°C

- Pression P =  $2 \times 10^4$  Pa
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{\text{GaN}} = 3$  µm/h
- Rapport V/ III pour GaN= 2000
- Composition gazeuse du réacteur  $\text{H}_2:\text{N}_2 = 1:1$

30

L'épaississement de GaN est réalisé par HVPE en utilisant les conditions de croissance suivantes :

- Température T = 950-1000°C

- Pression P =  $10^4$  Pa
- Vitesse de croissance  $V_{GaN} = 100 \mu\text{m/h}$
- Composition gazeuse  $\text{H}_2:\text{N}_2:\text{HCl}$

L'épaisseur déposée par HVPE est comprise entre 300 et 1000  $\mu\text{m}$ . La 5 séparation de la couche épaisse de GaN et du substrat de saphir est constatée après croissance HVPE. Seules quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière de la couche de nitre autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque chimique.

#### 10 Exemple 8 : emploi ELO (bandes) et substrat Saphir plan R

Un substrat autosupporté de nitre de gallium est réalisé selon le procédé de l'invention. Le substrat de départ consiste en l'empilement suivant : une couche de silicium de 1  $\mu\text{m}$  déposée sur une couche d'AlN de 50 nm déposée sur une couche 15 de GaN orientée suivant la direction A(11-20) de 2  $\mu\text{m}$  sur un substrat de saphir ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) orienté suivant la direction R(10-12) de 430  $\mu\text{m}$  d'épaisseur et de diamètre 2''. La couche d'AlN sert de barrière protectrice entre la couche de silicium et la couche de GaN qui peuvent réagir ensemble et se dégrader (diffusion du silicium dans GaN).

20 Une couche de  $\text{SiO}_2$  de 200 nm qui va servir de masque est déposée sur la couche de silicium. Des motifs formés de bandes de quelques microns de larges séparées par plusieurs microns (typiquement 5  $\mu\text{m}/5 \mu\text{m}$ ) sont révélés dans la couche de  $\text{SiO}_2$  par une étape de photolithographie standard et une attaque chimique par BOE durant 3 min. Ensuite une attaque chimique de la couche de silicium par 25 KOH à 80°C pendant 10 min est utilisée pour graver la couche de silicium non masquée jusqu'à la couche d'AlN (avec le même motif que celui définit par photolithographie).

Une première étape de recroissance de nitre de gallium est faite par EPVOM aux ouvertures de la couche de silicium à partir de la couche d'AlN. Le 30 dépôt de GaN est fait pour obtenir une couche continue avant la croissance par HVPE en utilisant la de croissance ELO. L'épaisseur de GaN déposée est 2  $\mu\text{m}$ . Les conditions de croissance sont les suivantes :

- Température T = 1120°C
- Pression P =  $2 \times 10^3$  Pa
- Vitesse de croissance de la couche initiale de GaN  $V_{\text{GaN}} = 2 \mu\text{m/h}$
- Rapport V/ III pour GaN = 5000
- 5 - Composition gazeuse du réacteur  $\text{H}_2:\text{N}_2 = 1:1$

Cette étape de recroissance ELO permet une réduction de la densité de dislocations et de défauts étendus d'au moins un ordre de grandeur dans la couche de GaN.

L'épaisseur de la couche de GaN est réalisée par HVPE en utilisant les conditions de croissance suivantes :

- Température T = 950-1000°C
- Pression P =  $10^4$  Pa
- Vitesse de croissance  $V_{\text{GaN}} = 100 \mu\text{m/h}$
- Composition gazeuse  $\text{H}_2:\text{N}_2:\text{HCl}$

15 L'épaisseur déposée par HVPE est 800 μm. La séparation de la couche épaisse de GaN plan A et du substrat de saphir plan R est constatée après croissance HVPE. Seules quelques traces de silicium subsistent sur la face arrière de la couche de niture autosupportée ; ces traces peuvent être éliminées par attaque chimique.

## Revendications

1. Procédé de réalisation d'un substrat autosupporté de nitre d'élément III à partir d'un substrat de départ, par dépôt de nitre d'élément III par épitaxie, caractérisé en ce qu'il comporte l'utilisation, sur ledit substrat de départ, d'une couche intermédiaire à base de silicium, à titre de couche sacrificielle destinée à être vaporisée spontanément lors de l'étape ultérieure d'épitaxie du nitre d'élément III.  
5
- 10 2. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que le nitre d'élément III est choisi parmi AlN, Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N, In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>N et Al<sub>x</sub>Ga<sub>y</sub>In<sub>1-x-y</sub>N (avec 0 ≤ x, y ≤ 1).  
15
3. Procédé selon la revendication 2, caractérisé en ce que le nitre d'élément III est le nitre de gallium.  
20
4. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 3, caractérisé en ce que la couche intermédiaire à base de silicium est du silicium, du silicium comprenant des impuretés choisies parmi l'aluminium, l'indium, le gallium, le phosphore, le bore ou encore du SiGe.  
25
5. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 4, caractérisé en ce que la couche intermédiaire à base de silicium est obtenue par dépôt ou par collage sur le substrat.  
30
6. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 5, caractérisé en ce que la couche intermédiaire à base de silicium est une couche monocristalline de silicium orientée suivant les directions <111>, <110> ou <100>.  
35
7. Procédé selon la revendication 6, caractérisé en ce que la couche monocristalline de silicium est épitaxiée suivant la direction <111>.

8. Procédé selon l'une quelconque des revendication 1 à 7, caractérisé en ce que la couche intermédiaire à base de silicium se présente sous forme continue, discontinue ordonnée ou discontinue désordonnée.

5 9. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 8, caractérisé en ce que la couche intermédiaire à base de silicium a une épaisseur comprise entre 100 nm et 10 µm.

10 10. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 9, caractérisé en ce que l'on dépose une couche de niture d'élément III d'une épaisseur supérieure à 50 µm.

11. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 10, caractérisée en ce que le substrat est choisi parmi le saphir, SiC, quartz, MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, AlN et GaN ou une combinaison de ces derniers.

15 12. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 11, caractérisé en ce que le substrat est le saphir.

20 13. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 12, caractérisé en ce que le substrat est le saphir selon le plan C (0001) ou le plan R (10-12) ou le plan M(1-100).

25 14. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 13, caractérisé en ce qu'une couche de nucléation choisie parmi AlN, SiC, GaN basse température, A1GaN, Al<sub>x</sub>Ga<sub>y</sub>In<sub>1-x-y</sub>N (où 0 ≤ x+y ≤ 1), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlAs, GaAs ou la combinaison de ces différentes couches, est déposée sur la couche sacrificielle à base de silicium préalablement à la croissance épitaxiale de niture d'élément III.

30 15. Procédé selon la revendication 14, caractérisé en ce qu'une couche de niture d'élément III initiale est déposée sur la couche de nucléation, préalablement à la croissance du niture d'élément III massif.

16. Procédé selon la revendication 15, caractérisé en ce que les épaisseurs de la couche de nucléation définie à la revendication 14 et celle de la couche initiale de nitre d'élément III définie à la revendication 15 sont comprises respectivement entre 0,01 et 0,5 µm et entre 0,1 et 10 µm.

5

17. Procédé selon la revendication 16, caractérisé en ce que la vitesse de croissance de la couche de nucléation définie à la revendication 14 et la couche initiale de nitre d'élément III définie à la revendication 15 est comprise entre 0,01 et 3 µm/h.

10 18. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 17, caractérisé en ce qu'il comporte les étapes successives suivantes :

- (i) le dépôt ou le collage sur un substrat d'une couche sacrificielle à base de silicium,
- (ii) le dépôt d'une couche de nucléation,
- 15 (iii) le dépôt par épitaxie d'une couche épaisse de nitre d'élément III sur la bi-couche {couche intermédiaire à base de silicium / couche de nucléation}, dans des conditions opératoires compatibles avec une vaporisation spontanée de la couche sacrificielle à base de silicium.

19. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 18, caractérisé en ce que 20 les conditions de croissance de la couche épaisse de nitre d'élément III sont définies par les paramètres suivants, pris séparément ou préférentiellement en combinaison :

- la pression est comprise entre  $10^2$  et  $10^5$  Pa,
- la température est comprise entre 800°C et 1200°C,
- 25 - la vitesse de croissance est comprise entre 10 et 200 µm/h.

20. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 19, caractérisé en ce que la couche de nucléation peut être déposée, dans le cas où la couche sacrificielle n'est pas continue, soit exclusivement sur la couche sacrificielle, soit exclusivement sur les parties de substrat non recouvertes par la couche sacrificielle, soit sur toute 30 la surface de la couche sacrificielle et des parties nues du substrat.

21. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 20, caractérisé en ce que le procédé comporte une étape supplémentaire d'élimination des résidus de la couche intermédiaire à base de silicium subsistant après l'étape de croissance de la couche de nitre d'élément III, par attaque chimique de cette couche intermédiaire à base de silicium.

5

22. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 21, caractérisé en ce qu'une partie ou l'intégralité de la croissance de la couche de nitre d'élément III est réalisée par épitaxie en phase vapeur, par EPVOM ou par HVPE, l'EPVOM pouvant être substituée par l'EJM.

10

23. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 22, caractérisé en ce que la couche de nitre d'élément III est déposée en deux temps, un premier temps à basse vitesse de croissance selon une technique EPVOM ou EJM et un deuxième temps d'épaisseur de la couche par une technique HVPE.

15

24. Procédé selon la revendication 23, caractérisé en ce que la couche de nitre de d'élément III déposée dans le premier temps défini dans la revendication 23, est déposée à une vitesse comprise entre 0,1 et 5 µm/h.

20

25. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 24, caractérisé en ce que le nitre d'élément III peut être dopé par une substance dopante pouvant être choisie dans le groupe constitué par le magnésium, le zinc, le beryllium, le calcium, le carbone, le bore, le chrome, le silicium et le fer.

25

26. Substrat autosupporté de nitre d'élément III susceptible d'être obtenu selon l'une quelconque des revendications 1 à 25, caractérisée en ce que son diamètre est supérieur ou égal à 2" et en ce qu'il possède un rayon de courbure supérieur à 5 m.

30

27. Substrat autosupporté de nitre d'élément III selon la revendication 26, caractérisé en ce que son diamètre est supérieur ou égal à 2" et en ce qu'il possède un rayon de courbure supérieur ou égal à 10 m.

1/5

Figure 1

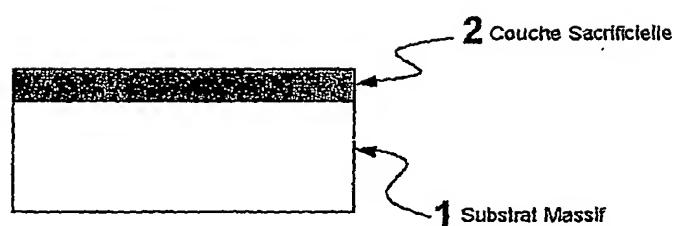
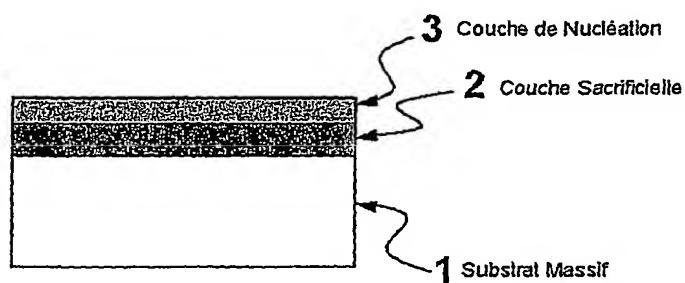


Figure 2a



2/5

Figure 2b

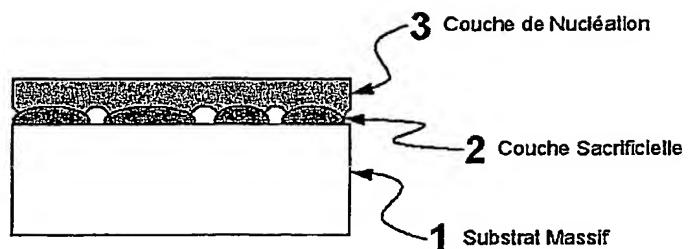
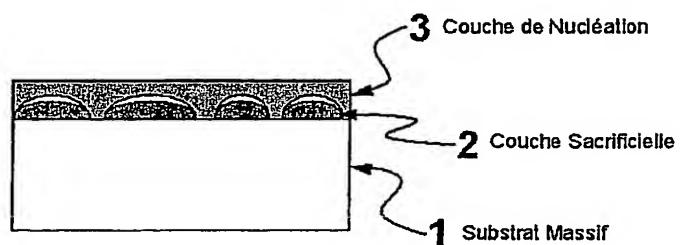


Figure 2c



3/5

Figure 2d

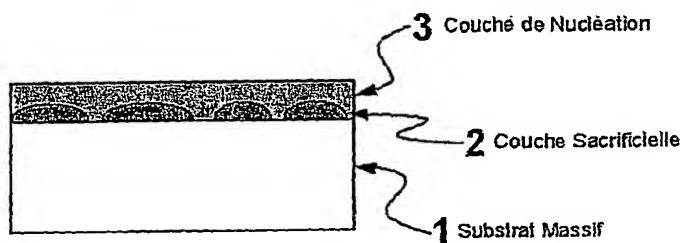
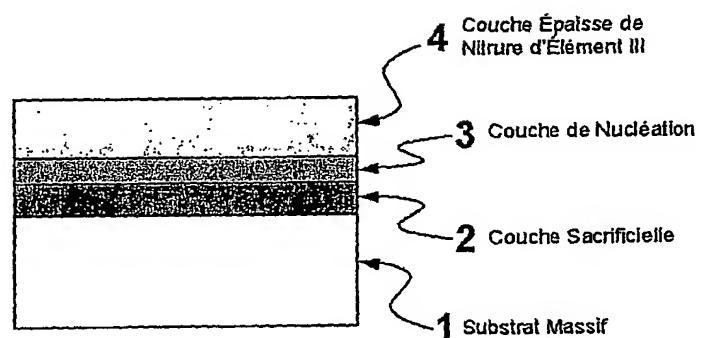


Figure 3



4/5

Figure 4

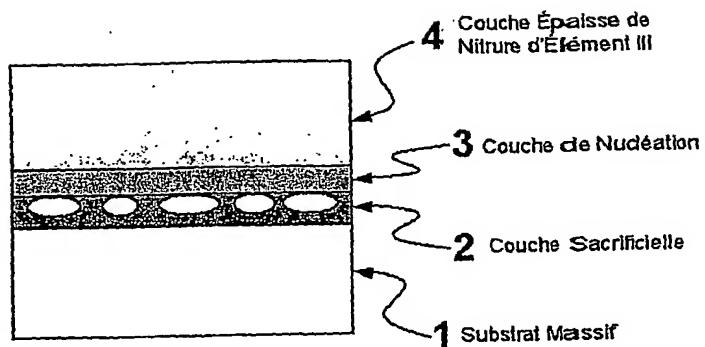
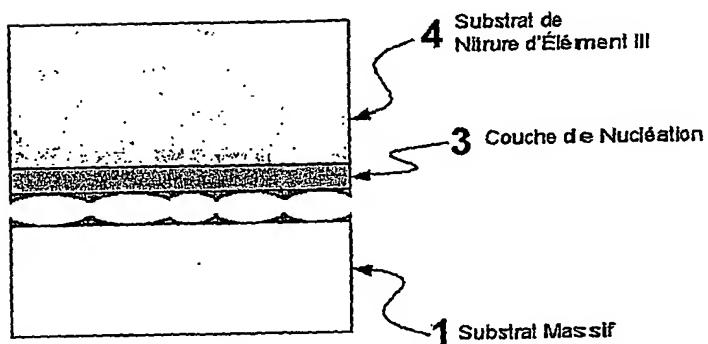
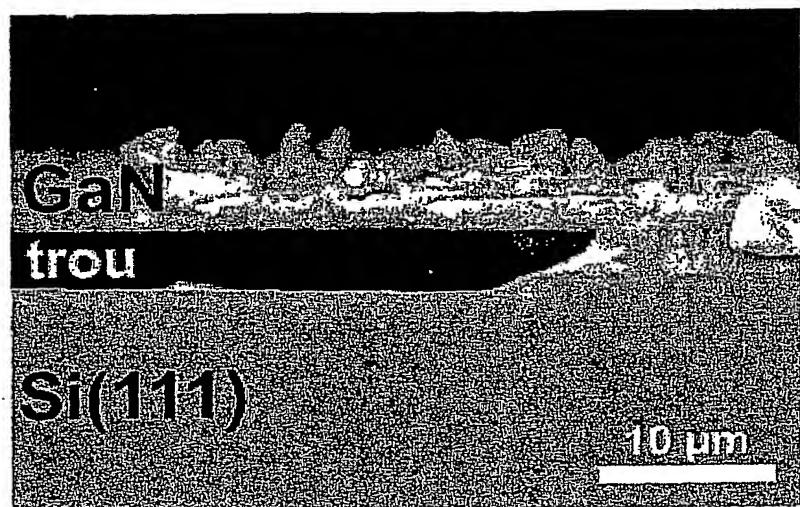


Figure 5



5/5

Figure 6



# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No

W/FR2004/002416

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
 IPC 7 C30B25/18 C30B29/40 H01L21/20

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

**B. FIELDS SEARCHED**

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

IPC 7 C30B

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the International search (name of data base and, where practical, search terms used)

EPO-Internal, PAJ

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category °	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	EP 1 246 233 A (HITACHI CABLE ; NIPPON ELECTRIC CO (JP)) 2 October 2002 (2002-10-02) examples 8,11 -----	26
A	WO 96/41906 A (ADVANCED TECH MATERIALS) 27 December 1996 (1996-12-27)	1-5
X	page 12, line 26 - page 3, line 3 -----	26
A	US 2001/022154 A1 (KANG SANG KYU ET AL) 20 September 2001 (2001-09-20) the whole document -----	1,14
A	EP 1 245 702 A (HITACHI CABLE ; NIPPON ELECTRIC CO (JP)) 2 October 2002 (2002-10-02) cited in the application ----- -/-	

Further documents are listed in the continuation of box C.

Patent family members are listed in annex.

\* Special categories of cited documents :

- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier document but published on or after the International filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- "T" later document published after the International filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.
- "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

21 March 2005

Date of mailing of the international search report

30/03/2005

Name and mailing address of the ISA

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2  
NL - 2280 HV Rijswijk  
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,  
Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Cook, S

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No  
PCT/FR2004/002416

## C.(Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 1 041 610 A (SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES) 4 October 2000 (2000-10-04) cited in the application	
A	US 5 919 305 A (SOLOMON GLENN S) 6 July 1999 (1999-07-06) cited in the application	
A	US 6 559 075 B1 (BRANDT MARTIN ET AL) 6 May 2003 (2003-05-06) cited in the application	
A	WO 03/062507 A (MAZURE CARLOS ; GHYSELEN BRUNO (FR); LETERTRE FABRICE (FR); S O I TEC) 31 July 2003 (2003-07-31) cited in the application	
A	US 2002/182889 A1 (MILLER DAVID J ET AL) 5 December 2002 (2002-12-05) cited in the application	
A	US 6 071 795 A (CHEUNG NATHAN W ET AL) 6 June 2000 (2000-06-06) cited in the application	
A	US 6 146 457 A (SOLOMON GLENN S) 14 November 2000 (2000-11-14)	
A	US 2003/024472 A1 (GALLAGHER JOHN JOSEPH ET AL) 6 February 2003 (2003-02-06)	

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

Information on patent family members

International Application No

PCT/FR2004/002416

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)			Publication date
EP 1246233	A 02-10-2002	JP 2003178984 A	CN 1378237 A	EP 1246233 A2	27-06-2003 06-11-2002 02-10-2002
		TW 533607 B	US 2002197825 A1		21-05-2003 26-12-2002
WO 9641906	A 27-12-1996	WO 9641906 A1			27-12-1996
US 2001022154	A1 20-09-2001	US 6372041 B1	US 2002096674 A1		16-04-2002 25-07-2002
EP 1245702	A 02-10-2002	JP 2002284600 A	CN 1378238 A	EP 1245702 A2	03-10-2002 06-11-2002 02-10-2002
		TW 538548 B	US 2002175340 A1		21-06-2003 28-11-2002
EP 1041610	A 04-10-2000	CA 2311132 A1	EP 1041610 A1	US 6693021 B1	14-05-1999 04-10-2000 17-02-2004
		US 2004089222 A1	US 2004072410 A1	CN 1283306 A	13-05-2004 15-04-2004 07-02-2001
		WO 9923693 A1	TW 591699 B	WO 9923693 A1	14-05-1999 11-06-2004
US 5919305	A 06-07-1999	EP 1007768 A2	EP 1007771 A1	JP 2002510275 T	14-06-2000 14-06-2000 02-04-2002
		JP 2002511831 T	WO 9901593 A2	WO 9901594 A1	16-04-2002 14-01-1999 14-01-1999
		US 6146457 A			14-11-2000
US 6559075	B1 06-05-2003	DE 19640594 A1	WO 9814986 A1	EP 0931332 A1	02-04-1998 09-04-1998 28-07-1999
		JP 2001501778 T	JP 409295 B	TW 2003104678 A1	06-02-2001 21-10-2000 05-06-2003
		US 2004072382 A1		US 2004072382 A1	15-04-2004
WO 03062507	A 31-07-2003	FR 2835096 A1	WO 03062507 A2	EP 1468128 A2	25-07-2003 31-07-2003 20-10-2004
		US 2004023468 A1			05-02-2004
US 2002182889	A1 05-12-2002	WO 2004053965 A1			24-06-2004
US 6071795	A 06-06-2000	US 6420242 B1			16-07-2002
US 6146457	A 14-11-2000	EP 1007768 A2	EP 1007771 A1	JP 2002510275 T	14-06-2000 14-06-2000 02-04-2002
		JP 2002511831 T	WO 9901593 A2	WO 9901594 A1	16-04-2002 14-01-1999 14-01-1999
		US 5919305 A			06-07-1999

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

Information on patent family members

International Application No

PCT/FR2004/002416

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
US 2003024472 A1	06-02-2003 US	2003183158 A1	02-10-2003

# RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande Internationale No

PCT/FR2004/002416

A. CLASSEMENT DE L'OBJET DE LA DEMANDE  
CIB 7 C30B25/18 C30B29/40 H01L21/20

Selon la classification internationale des brevets (CIB) ou à la fois selon la classification nationale et la CIB

B. DOMAINES SUR LESQUELS LA RECHERCHE A PORTE

Documentation minimale consultée (système de classification suivi des symboles de classement)  
CIB 7 C30B

Documentation consultée autre que la documentation minimale dans la mesure où ces documents relèvent des domaines sur lesquels a porté la recherche

Base de données électronique consultée au cours de la recherche internationale (nom de la base de données, et si réalisable, termes de recherche utilisés)

EPO-Internal , PAJ

C. DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS

Catégorie *	Identification des documents cités, avec, le cas échéant, l'indication des passages pertinents	no. des revendications visées
X	EP 1 246 233 A (HITACHI CABLE ; NIPPON ELECTRIC CO (JP)) 2 octobre 2002 (2002-10-02) exemples 8,11 -----	26
A	WO 96/41906 A (ADVANCED TECH MATERIALS) 27 décembre 1996 (1996-12-27)	1-5
X	page 12, ligne 26 - page 3, ligne 3 -----	26
A	US 2001/022154 A1 (KANG SANG KYU ET AL) 20 septembre 2001 (2001-09-20) le document en entier -----	1,14
A	EP 1 245 702 A (HITACHI CABLE ; NIPPON ELECTRIC CO (JP)) 2 octobre 2002 (2002-10-02) cité dans la demande ----- -/-	

Voir la suite du cadre C pour la fin de la liste des documents

Les documents de familles de brevets sont indiqués en annexe

\* Catégories spéciales de documents cités:

- \*A\* document définissant l'état général de la technique, non considéré comme particulièrement pertinent
- \*E\* document antérieur, mais publié à la date de dépôt international ou après cette date
- \*L\* document pouvant jeter un doute sur une revendication de priorité ou cité pour déterminer la date de publication d'une autre citation ou pour une raison spéciale (telle qu'indiquée)
- \*O\* document se référant à une divulgarion orale, à un usage, à une exposition ou tous autres moyens
- \*P\* document publié avant la date de dépôt international, mais postérieurement à la date de priorité revendiquée

- \*T\* document ultérieur publié après la date de dépôt international ou la date de priorité et n'appartenant pas à l'état de la technique pertinent, mais cité pour comprendre le principe ou la théorie constituant la base de l'invention
- \*X\* document particulièrement pertinent; l'invention revendiquée ne peut être considérée comme nouvelle ou comme impliquant une activité inventive par rapport au document considéré isolément
- \*Y\* document particulièrement pertinent; l'invention revendiquée ne peut être considérée comme impliquant une activité inventive lorsque le document est associé à un ou plusieurs autres documents de même nature, cette combinaison étant évidente pour une personne du métier
- \*&\* document qui fait partie de la même famille de brevets

Date à laquelle la recherche internationale a été effectivement achevée

21 mars 2005

Date d'expédition du présent rapport de recherche internationale

30/03/2005

Nom et adresse postale de l'administration chargée de la recherche internationale  
Office Européen des Brevets, P.B. 5818 Patentlaan 2  
NL - 2280 HV Rijswijk  
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,  
Fax: (+31-70) 340-3016

Fonctionnaire autorisé

Cook, S

## RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande Internationale No

PCT/FR2004/002416

## C.(suite) DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS

Catégorie	Identification des documents cités, avec, le cas échéant, l'indication des passages pertinents	no. des revendications visées
A	EP 1 041 610 A (SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES) 4 octobre 2000 (2000-10-04) cité dans la demande -----	
A	US 5 919 305 A (SOLOMON GLENN S) 6 juillet 1999 (1999-07-06) cité dans la demande -----	
A	US 6 559 075 B1 (BRANDT MARTIN ET AL) 6 mai 2003 (2003-05-06) cité dans la demande -----	
A	WO 03/062507 A (MAZURE CARLOS ; GHYSELEN BRUNO (FR); LETERTRE FABRICE (FR); S O I TEC) 31 juillet 2003 (2003-07-31) cité dans la demande -----	
A	US 2002/182889 A1 (MILLER DAVID J ET AL) 5 décembre 2002 (2002-12-05) cité dans la demande -----	
A	US 6 071 795 A (CHEUNG NATHAN W ET AL) 6 juin 2000 (2000-06-06) cité dans la demande -----	
A	US 6 146 457 A (SOLOMON GLENN S) 14 novembre 2000 (2000-11-14) -----	
A	US 2003/024472 A1 (GALLAGHER JOHN JOSEPH ET AL) 6 février 2003 (2003-02-06) -----	

**RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE**

Demande Internationale N°

PCT/FR2004/002416

Document brevet cité au rapport de recherche		Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)		Date de publication
EP 1246233	A	02-10-2002	JP 2003178984 A CN 1378237 A EP 1246233 A2 TW 533607 B US 2002197825 A1		27-06-2003 06-11-2002 02-10-2002 21-05-2003 26-12-2002
WO 9641906	A	27-12-1996	WO 9641906 A1		27-12-1996
US 2001022154	A1	20-09-2001	US 6372041 B1 US 2002096674 A1		16-04-2002 25-07-2002
EP 1245702	A	02-10-2002	JP 2002284600 A CN 1378238 A EP 1245702 A2 TW 538548 B US 2002175340 A1		03-10-2002 06-11-2002 02-10-2002 21-06-2003 28-11-2002
EP 1041610	A	04-10-2000	CA 2311132 A1 EP 1041610 A1 US 6693021 B1 US 2004089222 A1 US 2004072410 A1 CN 1283306 A WO 9923693 A1 TW 591699 B		14-05-1999 04-10-2000 17-02-2004 13-05-2004 15-04-2004 07-02-2001 14-05-1999 11-06-2004
US 5919305	A	06-07-1999	EP 1007768 A2 EP 1007771 A1 JP 2002510275 T JP 2002511831 T WO 9901593 A2 WO 9901594 A1 US 6146457 A		14-06-2000 14-06-2000 02-04-2002 16-04-2002 14-01-1999 14-01-1999 14-11-2000
US 6559075	B1	06-05-2003	DE 19640594 A1 WO 9814986 A1 EP 0931332 A1 JP 2001501778 T TW 409295 B US 2003104678 A1 US 2004072382 A1		02-04-1998 09-04-1998 28-07-1999 06-02-2001 21-10-2000 05-06-2003 15-04-2004
WO 03062507	A	31-07-2003	FR 2835096 A1 WO 03062507 A2 EP 1468128 A2 US 2004023468 A1		25-07-2003 31-07-2003 20-10-2004 05-02-2004
US 2002182889	A1	05-12-2002	WO 2004053965 A1		24-06-2004
US 6071795	A	06-06-2000	US 6420242 B1		16-07-2002
US 6146457	A	14-11-2000	EP 1007768 A2 EP 1007771 A1 JP 2002510275 T JP 2002511831 T WO 9901593 A2 WO 9901594 A1 US 5919305 A		14-06-2000 14-06-2000 02-04-2002 16-04-2002 14-01-1999 14-01-1999 06-07-1999

# RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande Internationale No

PCT/FR2004/002416

Document brevet cité au rapport de recherche	Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
US 2003024472 A1	06-02-2003 US	2003183158 A1	02-10-2003

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** \_\_\_\_\_

### **IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**